

Абразивные частицы могут иметь совершенно разную форму [3], но, в конце концов, в результате изнашивания они приобретают округлую форму в виде сферы или эллипсоида. Это зависит от стойкости абразивных частиц. Так, например, структура абразивного порошка Fe-TiC обусловлена наличием базового кристалла карбида титана, представляющего основу всей эвтектической зоны порошка. Другие кристаллы, имеющие форму октаэдров, пронизывают матрицу. Такое строение обеспечивает устойчивость абразивных частиц, а кристаллизация карбидов приводит к образованию прочной колонии, определяя ее зональное строение и внешний вид [3]. Размеры карбидных включений составляют от нескольких микрометров до нескольких десятков микрометров. Установлено, что микротвердость карбидных слоев ферритных порошков составляет 12–15 ГПа при толщине 10–20 мкм. Фактический контакт абразива с обрабатываемой поверхностью и механическая активация частиц вследствие образования ювенильных поверхностей приводит в свою очередь к термоактивации. В результате происходит образование микротрещин и при соответствующих напряжениях сглаживание острых граней у зерен карбида. Присутствие смазывающе-охлаждающей рабочей жидкости приводит к сцеплению как самих абразивных частиц между собой, так и пленки жидкости с обрабатываемой поверхностью, что повышает стойкость абразивных частиц.

В зависимости от начальной формы частицы коэффициент формы довольно сильно изменяется, но, как показано в [3], аппроксимация зерна сферами не вносит больших ошибок при определении коэффициента формы абразивной частицы. Очевидно, очень важным свойством абразивного зерна является постоянство коэффициента формы при работе или же, по крайней мере, медленное его изменение.

### **Заключение**

Показано, что эффективным способом улучшения качества швейных игл является магнитно-абразивная обработка, которая в процессе одной операции производит полирование рабочей поверхности иглы, округление вершины иглы, удаляет заусенцы с краев отверстия ушка иглы, сглаживает края отверстия и сглаживает фаску на переходе тела иглы в конусную вершину.

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Сакулевич, Ф.Ю. Основы магнитно-абразивной обработки / Ф.Ю. Сакулевич. – Минск: Наука и техника, 1981. – 328 с.
2. Хейфец, М.П. Процессы самоорганизации при формировании поверхностей / М.П. Хейфец, Л.М. Кожуро, Ж.А. Мрочек. – Гомель: ИММС НАНБ, 1999. – 276 с.
3. Бабошкин, А.Ф. Сравнительные характеристики различных моделей абразивных зерен / А.Ф. Бабошкин // Прогрессивные технологии, машины и механизмы в машиностроении: междунар. научно-технич. конф. «Балтехмаш 2002»: сб. научных статей. – Калининград, 2002. – С. 15–17.

УДК 621.983

*Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Яцкевич О.К., Дубовик А.М., Федорук Г.Ф.*

### **ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, УПРОЧНЕННОГО КОМБИНИРОВАННЫМ СПОСОБОМ, НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ**

*Белорусский национальный технический университет  
Минск, Беларусь*

В данной статье рассматривается вариант комбинированной обработки для формирования износостойких покрытий, включающий в себя сочетание предварительной лазерной обработки и последующего электроискрового легирования.

В результате воздействия лазерного излучения на поверхности образуются параллельно расположенные упрочненные дорожки, которые ложатся с определенным коэффициентом перекрытия. Кроме того, лазерная обработка приводит к насыщению структуры металла двойниками и дислокациями, уменьшению балла зерна, измельчению карбидов.

Последующая обработка поверхности методом электроискрового легирования твердосплавным электродом с расположением упрочняющих дорожек перпендикулярно направлению следов лазерной обработки способствует получению слоистых высокоизносостойких слоев с пере-

крытием неупрочненных зон. Сплошность покрытия при этом составляет 90-100 % и регулируется. Суммарная глубина упрочненного слоя в зависимости от режимов находится в пределах 300-500 мкм.

Основными причинами, вызывающими ограничение глубины упрочненного слоя, являются: накопление внутренних напряжений, в том числе за счет образования в легированном слое новых фаз с различными коэффициентами термического расширения; образование ультрадисперсной структуры [1]. В процессе лазерной обработки и электроискрового легирования фазовые и структурные превращения, происходящие в металлах и сплавах, сопровождаются значительными объемными изменениями и, как следствие, возникают остаточные напряжения [1]. Чаще всего при электроискровом легировании возникают растягивающие напряжения. С увеличением толщины в легированном слое возникают трещины, обусловленные остаточными напряжениями в покрытии [1,2].

Поэтому были проведены исследования образцов, упрочненных ступенчатым способом с целью определения оптимальных режимов, обеспечивающих минимальные напряжения в поверхностных слоях за счет наложения напряжений и взаимного их уменьшения.

Целью работы является изучение зависимости остаточных напряжений в упрочненном комбинированной обработкой слое от фазового состава.

#### Методика исследований

Для исследований использовали образцы стали X12M в закаленном состоянии [2]. После низкого отпуска при температуре 160°C была получена мартенситная структура. Твердость поверхностного слоя 62...63 HRC, сердцевины 40...45 HRC. Лазерная обработка проводилась на непрерывном лазере Комета-2 с последовательным увеличением энерговклада. Электроискровое легирование осуществляли на установке ЭФИ – 46А. Установка работает на шести режимах, оснащена генератором импульсов. Для исследований был выбран твердый сплав ВК – 8.

Режимы обработки выбирались исходя из рекомендаций [3], где отмечено, что упрочнение инструментальных сталей наблюдается в интервале плотностей энергии 0,5·10<sup>3</sup> - 2·10<sup>3</sup> Дж/см<sup>2</sup>.

Остаточные напряжения I-го ряда измеряли в металлической составляющей покрытий методом рентгеноструктурного анализа. Одновременно изучали фазовый состав покрытий. Расчет остаточных напряжений производили по формуле простой обратной съемки:

$$(\sigma_1 + \sigma_2) = -\frac{\Delta a}{a} \cdot \frac{E}{\mu} = \frac{a_{\text{эт.}} - a_{\text{напр.}}}{a_{\text{эт.}}} \cdot \frac{E}{\mu},$$

где  $\sigma_1 + \sigma_2$  — сумма главных напряжений в плоскости, параллельной поверхности покрытия, МПа;

$a_{\text{эт.}}$ ,  $a_{\text{напр.}}$  — экстраполированный период решетки ненапряженного эталона и твердого раствора  $\gamma$ -Ni в покрытии, нм;

$E$  — модуль Юнга,

$\mu$  — коэффициент Пуассона твердого раствора.

Таким образом, результатом расчета явились величины главных напряжений, действующих в объеме, не превышающем глубины поглощения рентгеновских лучей (не более 10 мкм), в плоскости, параллельной поверхности образца. При этом можно оценить изменение напряженного состояния в зависимости от направления движения лазерного луча.

Расчет периода решетки производили методом экстраполяции с использованием метода наименьших квадратов по программе PERCUB, входящей в состав пакета программ «ARSANAL». Средняя квадратичная погрешность составляла  $\pm 0,01$  нм, таким образом, напряжения определены с погрешностью  $\pm 40...50$  МПа.

Смещение линий на рентгенограмме наблюдалось под действием двух факторов: остаточных напряжений и легирования твердого раствора в процессе комбинированного упрочнения. Ненапряженным эталоном мог бы служить только материал каждого из исследуемых покрытий, отделенный от подложки, приведенный в ненапряженное состояние, но полностью сохранивший отличия своего состава от прочих. Поэтому плоский торец цилиндрического образца после термообработки подвергали обточке твердосплавным резцом таким образом, чтобы периферийная часть покрытия шириной 4 мм была превращена в хрупкую стружку, которую просеивали через сито с ячейкой 0,2 мм для исключения в эталоне крупных частиц пластически деформированного металла.

Съемку производили на дифрактометре Дрон -3,0 в медном излучении с графитовым монокроматором при угловой скорости счетчика 1 градус/мин. Образцы снимали до получения линий на задних углах ( $\Theta$  свыше 76 град).

#### Обсуждение результатов.

В таблице 1 приведен фазовый состав упрочненных слоев при различных видах обработки. Из результатов фазового анализа упрочненных образцов видно, что в приповерхностном слое присутствуют фазы, характерные для электроискрового легирования твердыми сплавами группы ВК - С,  $W_2C$ . Значительное количество в поверхностном слое составляют карбиды хрома  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_{23}C_6$ . Наибольшее количество карбидных фаз выявлено в образцах подвергнутых лазерной обработке с последующим электроискровым легированием.

Сопоставление полученных данных позволяет сделать вывод о том, что последовательное упрочнение лазером и электроискровое легирование приводит к образованию непосредственно у поверхности высоколегированного слоя, состоящего в основном из карбидов вольфрама  $WC$ ,  $W_2C$  и карбидов хрома  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_{23}C_6$ .

Таблица 1- Фазовый состав после различных видов обработки

Виды упрочнения образцов	Природа фаз	Сумма интенсивностей, мм	Содержание фазы % по объему
1	2	3	4
Объемная термическая обработка (закалка + низкий отпуск)	Твердый раствор на основе $\alpha$ -Fe	721	73
	$Cr_7C_3$	245	24,8
	$Cr_3C_2$	7	0,7
	$Cr_{23}C_6$	15	1,5
Электроискровое легирование (ЭИЛ) сплавом ВК-8	$\alpha$ -Fe	216	14
	$Cr_{23}C_6$	97	6,3
	$\alpha$ - кобальт	63	4,1
	$Cr_7C_3$	328	21,2
	WC	810	52,4
ЭИЛ и лазерная обработка $V = 13$ мм/с $q = 0,1 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	$M_3C$ (легиров. цементит)	33	2
	$\alpha$ -Fe	753	65,9
	$Cr_7C_3$	303	26,5
	$Cr_{23}C_6$	43	3,8
	$Cr_3C_2$	20	1,7
ЭИЛ и лазерная обработка $V = 13$ мм/с, $q = 0,2 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	$M_3C$	24	2,1
	$\alpha$ -Fe	183	22,3
	$Cr_7C_3$	303	36,3
	$Cr_3C_2$	12	1,5
	WC	276	33,6
Лазерная обработка и ЭИЛ $V = 13$ мм/с, $q = 0,05 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	$M_3C$	47	5,7
	$Cr_7C_3$	513	41,8
	WC	146	11,9
	$Cr_3C_2$	402	32,8
	$Cr_{23}C_6$	58	4,7
Лазерная обработка и ЭИЛ $V = 13$ мм/с $q = 0,1 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	$M_3C$	32	2,6
	$\alpha$ - железо	76	6,2
	$M_3C$	104	12,3
	$Cr_7C_3$	12	1,5
	WC	346	40,9
Лазерная обработка и ЭИЛ $V = 13$ мм/с, $q = 0,15 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	$Cr_{23}C_6$	248	29,3
	$\alpha$ - Fe	135	16
	$Cr_{23}C_6$	41	5
	$W_2C$	38	4,6
	$Cr_7C_3$	6	0,7
Лазерная обработка и ЭИЛ $V = 13$ мм/с, $q = 0,15 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	WC	401	48,8
	$M_3C$	255	31
		81	9,9

Виды упрочнения образцов	Природа фаз	Сумма интенсивностей, мм	Содержание фазы % по объему
1	2	3	4
Лазерная обработка и ЭИЛ $V = 13 \text{ мм/с}$ , $q = 0,2 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	$\alpha - \text{Fe}$	86	10,2
	$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	37	4,4
	$\text{W}_2\text{C}$	5	0,6
	WC	289	34,1
	$\text{Cr}_7\text{C}_3$	325	38,4
	$\text{M}_3\text{C}$	105	12,3

Увеличение количества карбидов хрома объясняется тем, что в процессе лазерной обработки поверхности происходит значительная активация поверхности, образуется энергонасыщенный слой с множеством вакансий и дислокаций. Это создает хорошие условия для прямой и обратной диффузии. В результате в процессе электроискрового легирования кроме обычной диффузии элементов электрода в активированную подложку наблюдается активная диффузия хрома в зону микрорасплава при электроискровом легировании с образованием карбидов хрома, имеющих текстурованную кристаллическую решетку.

При фазовом анализе обнаружена важная особенность структуры - аксиальная кристаллографическая текстура, то есть преимущественная ориентировка определенного кристаллографического направления большинства кристаллитов покрытия (табл.2). У фазы  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  к поверхности образца ориентирована плоскость (331), а у карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  - плоскость (531) как обычно у кубических структур, нормально поверхности ориентировано направление с теми же индексами (531). Обнаруженное явление аналогично текстуре, обнаруживаемой в диффузионных хромокарбидных слоях после диффузионного хромирования высокоуглеродистых сталей.

Известно, что между степенью совершенства аксиальной кристаллографической текстуры и рабочими свойствами поверхностей (например износостойкостью) существует положительная корреляция.

Таблица 2- Степень совершенства аксиальной текстуры

Вид упрочнения образца	(531) $P_i$ $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	(331) $P_i$ $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$
Электроискровое легирование (ЭИЛ) сплавом ВК-8	14,5/0,62	34,9/0,62
ЭИЛ и лазерная обработка $q = 0,2 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	22,7/0,96	31,8/0,57
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,1 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	22,1/0,93	48,3/0,86
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,15 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	21,4/0,90	39,9/0,65
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,2 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	15,9/0,67	48,4/0,87

Все исследованные снимки содержали 6 линий твердого раствора на основе железа, что позволило рассчитать методом экстраполяции период кубической решетки  $\alpha$  - фазы. Данные приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Период решетки Fe- $\alpha$

Вид упрочнения	Экстраполированный период $\alpha$ , $\text{\AA}$
Объемная термическая обработка (закалка + низкий отпуск)	2,8760
Электроискровое легирование (ЭИЛ) сплавом ВК – 8	2,8625
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,05 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	2,8708
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,1 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	2,8595
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,15 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	2,8843
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,2 \times 10^9 \text{ Вт/м}^2$	2,8639

Период кубической решетки чистого железа  $\alpha_{\text{табл.}} = 2,8664 \text{ \AA}$

Таким образом, лишь в одном случае из восьми значение периода решетки близко к табличному. Объяснить увеличение периода решетки  $\alpha$  - твердого раствора несложно: это – следствие растворения в железе легирующих элементов по механизму замещения. Расчет по программе VEGARD показывает значения концентраций примесей, приведенные в таблице 4.

Таблица 4 – Концентрация примесей в твердом растворе на основе  $\alpha$ -Fe

Вид упрочнения образца	Природа возможной примеси	Концентрация примеси в %
Объемная термическая обработка	хром	1,79
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,05 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	хром	3,92
	или вольфрам	5,50
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,15 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	хром	7,32
	и вольфрам	5,50

Как видно из результатов, ступенчатая обработка способствует введению в твердый раствор хрома и вольфрама в незначительных количествах.

Кроме железа во всех исследованных образцах в значительных количествах содержатся карбиды вольфрама и хрома. Был произведен расчет периодов гексагональной решетки карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Результаты расчета и анализ причин их отклонений приведены в таблице 5.

Таблица 5 – Расчет периода решетки  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и вероятная причина отклонения от табличных данных.

Вид упрочнения образца	Периоды решетки Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> А <sup>0</sup>		Вероятная причина отклонения от табличных значений	
		С		
	табличные значения		легирование железом, % ат	Дефицит углерода в решетке, % ат
	14,016	4,524		
1	2	3	4	5
Объемная термическая обработка	10,2154	4,7536	216	60
Электроискровое легирование	11,0889	4,5990	180	50
Лазерная обработка и ЭИЛ q = 0,05x10 <sup>9</sup> Вт/м <sup>2</sup>	11,2611	4,4725	176	53
Лазерная обработка и ЭИЛ q = 0,1x10 <sup>9</sup> Вт/м <sup>2</sup>	13,3104	4,2442	75	21
Лазерная обработка и ЭИЛ q = 0,15x10 <sup>9</sup> Вт/м <sup>2</sup>	14,1138	4,4689	Нет	нет
Лазерная обработка и ЭИЛ q = 0,2x10 <sup>9</sup> Вт/м <sup>2</sup>	13,8794	4,4731	15	4

Таким образом, наиболее вероятная причина уменьшения периодов решетки карбида хрома – значительный дефицит углерода. Обращает на себя внимание то, что в случае лазерной обработки отклонения периодов решетки  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  – это не карбидная фаза стали (в этом случае его состав был бы аналогичен полученному на образцах без покрытия), а новая фаза, образовавшаяся в результате лазерной обработки и электроискрового легирования.

Были исследованы остаточные напряжения в поверхностном слое по оригинальной методике. Результаты представлены в таблице 6.

Результаты показывают, что напряжение во всех упрочненных образцах имеют положительный знак (растягивающие). Напряжения являются результатом неблагоприятного сочетания упругих деформаций, вызванных быстрым охлаждением, фазовыми превращениями и другими факторами.

Таблица 6 – Остаточные напряжения упрочненного слоя, вызванные фазовыми превращениями.

Вид упрочнения образцов	Остаточные напряжения, МПа
Электроискровое легирование	183
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,1 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	98
Лазерная обработка и ЭИЛ $q = 0,2 \times 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>	100

Необходимо отметить, что величины остаточных напряжений, приведенные в табл. 6, являются приблизительными, так как при исследованиях не были использованы напряженные эталоны. Истинные значения напряжений, по-видимому, выше, хотя несомненно то, что они не достигают предела прочности твердого раствора, так как отсутствуют микротрещины, а также то, что

они имеют положительный знак непосредственно у поверхности (поскольку иначе объяснить уменьшение периода решетки железа не удастся).

В свою очередь при лазерной обработке при плотностях мощности (до  $2 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>) у всех сталей в поверхностном слое формируются растягивающие макронапряжения, и уменьшающиеся у стали Х12М к границе зоны термического воздействия.

При малых плотностях мощности, когда обрабатываемый материал нагревается ниже температуры плавления, в поверхностном слое развиваются довольно большие растягивающие напряжения, причем область их распространения соизмерима с глубиной зоны термического воздействия. С увеличением плотности мощности лазерного излучения, сопровождающимся появлением на поверхности тонкого слоя оплавленного металла, наблюдается снижение растягивающих напряжений и выравнивание их по глубине, и появляются сжимающие напряжения [1].

Сталь Х12М в отличие от сталей ХВГ, У8А,45 при всех плотностях мощности имела растягивающие остаточные напряжения (причем наименьшие при плотности мощности 200 кВт/см<sup>2</sup>) [1].

В работе [1] установлено, что снижение напряжений и более равномерное распределение их по толщине способствует увеличению толщины покрытия, его адгезионной прочности.

Для оценки остаточных напряжений в упрочненном слое после ступенчатой обработки использовались образцы из стали Х12М. Гистограмма прогибов образцов при различных условиях обработки приведена на рисунке 1.

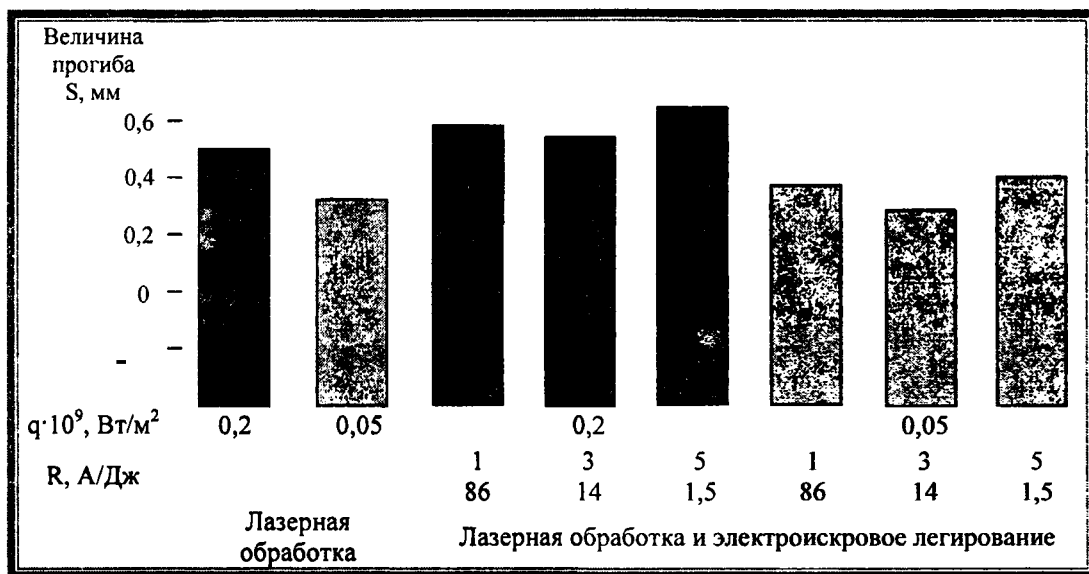


Рисунок 1 – Величина прогиба образцов при различных видах обработки

Обобщая проведенные исследования можно сделать вывод, что в результате ступенчатого упрочнения лазерной обработкой с последующим электроискровым легированием в поверхностном слое происходят следующие изменения:

- в приповерхностном слое возрастает количество карбидов хрома;
- возрастает степень легирования твердого раствора железа хромом и вольфрамом;
- вновь образовавшиеся карбиды хрома обладают достаточно совершенной аксиальной текстурой;
- состав образовавшихся карбидов хрома близок к равновесному; для этих фаз характерен дефицит углерода.
- в приповерхностном слое формируются растягивающие напряжения, причем в образцах, упрочненных лазером с электроискровым легированием несколько ниже, чем в образцах без лазерной обработки, что позволяет предположить о влиянии лазерной обработки на суммарные напряжения.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Коваленко В.С., Верхотуров А.Д., Головки Л.Ф., Подчерняева И.А. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов. М.: Наука, 1986. 276 с. 2. Полевой С.Н., Евдокимов В.Д. Упрочнение металлов : справочник. – М.: Машиностроение, 1986. 320 с. 3. Верхотуров А.Д., Подчерняева И.А., Прядко Л.Ф., Егоров Ф.Ф. Электродные материалы для электроискрового легирования. – М.: Наука, 1988.- 224 с.